

Modélisation du comportement mécanique de fibres de carbones enchevêtrées et réticulées

L. MEZEIX^{ab}, C. BOUVET^b, D. POQUILLON^a.

a. CIRIMAT, INP-ENSIACET, 4 allée Monso BP 44362, 31030 Toulouse

b. Institut Clément Ader, ISAE - 10 av. Edouard Belin - BP 54032 - 31055 TOULOUSE Cedex

Résumé :

Une série de matériaux ont été élaborés à partir de fibres de carbones enchevêtrées dont les contacts sont pontés par la résine époxy. Ils présentent un intérêt en tant que matériau d'âme pour structure sandwich. Le comportement mécanique en traction en compression et en flexion est étudié. Un nouveau modèle est proposé qui repose à la fois sur les observations du comportement mécanique des fibres à l'échelle microscopique et sur une homogénéisation liée à l'orientation aléatoires des fibres. Les effets des différents paramètres sont étudiés : raideur des jonctions, distance entre jonctions

Abstract :

Different materials have been realized from entangled carbon fibers linked using epoxy resin. They can be used as core material for sandwich panels. The mechanical behavior has been tested during compression flexion and tensile tests. In order to predict this mechanical behavior, a new model is proposed based both on data from the macro scale (junction rigidity, distance between junction) and from a homogenization approach based on the isotropy of macroscopic material due to the random fiber. The effects of different parameters are studied: junction torsion rigidity, distance between junctions.

Mots clefs : Fibres réticulées, pontage, modélisation mécanique

1 Introduction

Les fibres de carbone utilisées dans les matériaux composite présentent une excellente rigidité spécifique. Dans cette étude, nous avons choisi de modéliser le comportement mécanique de matériaux à forte porosité élaboré enchevêtrant des fibres de carbone puis en pontant les contacts par de la résine époxy (Figure 1). Toutes les informations sur le procédé de fabrication et les caractérisons ont été détaillées dans [1,2]. Le diamètre de fibres (Toho Tenax, 200tex) est de 7 micromètres, leur longueur 45 mm, leur module d'Young de 240GPa. La résine époxy, référence SR8100, est achetée chez SICOMIN.

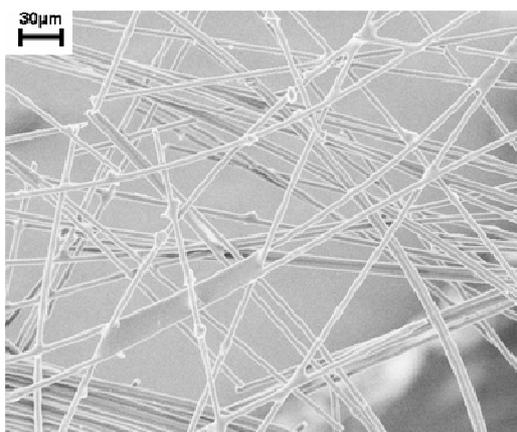


Figure 1 : Micrographie MEB d'un réticulés fibres de carbone (150 kg/m³ de fibre + 30 kg/m³ de résine)

Les matériaux sont testés en sandwich : deux peaux de tissé carbone époxy (1.2mm) sont ajoutées en face supérieure et inférieure du moule avant le cycle de polymérisation de 4 heures à 90°C. La fraction volumique de fibres dans le cœur du matériau final est de 8,5%. Les mêmes matériaux ont été testés en compression dans [2] sans les peaux. Les modules d'Young obtenus sont comparables à ceux de cette étude. La quantification des effets du précédés de fabrication et de la gravité sur l'isotropie du mélange est en cours d'étude. Pour les travaux présentés ici, pour tous les échantillons, la direction de la gravité pendant la polymérisation correspond à la direction des essais de traction et de compression, et est perpendiculaire à celle de cisaillement.

2 Essais mécaniques

2.1 Compression et traction

Des essais quasi statiques ($\dot{\epsilon}=10^{-3} \text{ s}^{-1}$) de compression et de traction sont réalisés sur des échantillons de taille $60 \times 60 \times 40 \text{ mm}^3$ grâce à une machine électromécanique Instron de capacité 100 KN. Pour les essais de compression, les échantillons sont collés aux mors en utilisant une colle araldite 2015. Les mesures du module d'Young sont réalisées par des décharges effectuées lors des 5 premiers pourcents de la déformation. Trois échantillons différents ont été testés pour la compression et les valeurs obtenues sont de $E_c=5,0 \pm 0,5 \text{ MPa}$. Le même nombre de tests a été effectué pour les essais de traction : $E_t=17,0 \pm 4 \text{ MPa}$.

Nous avons ensuite réalisé des échantillons avec différentes longueurs de fibres afin d'étudier l'effet des conditions aux limites des fibres au niveau des peaux carbone (Figure 2). Les fibres ne peuvent être coupées qu'à quelques longueurs déterminées (coupeur MATRSUR). En plus de la longueur initiale de 45 mm, deux autres longueurs ont été testées 22 et 31 mm. La masse volumique de fibres et de résine restant inchangées.

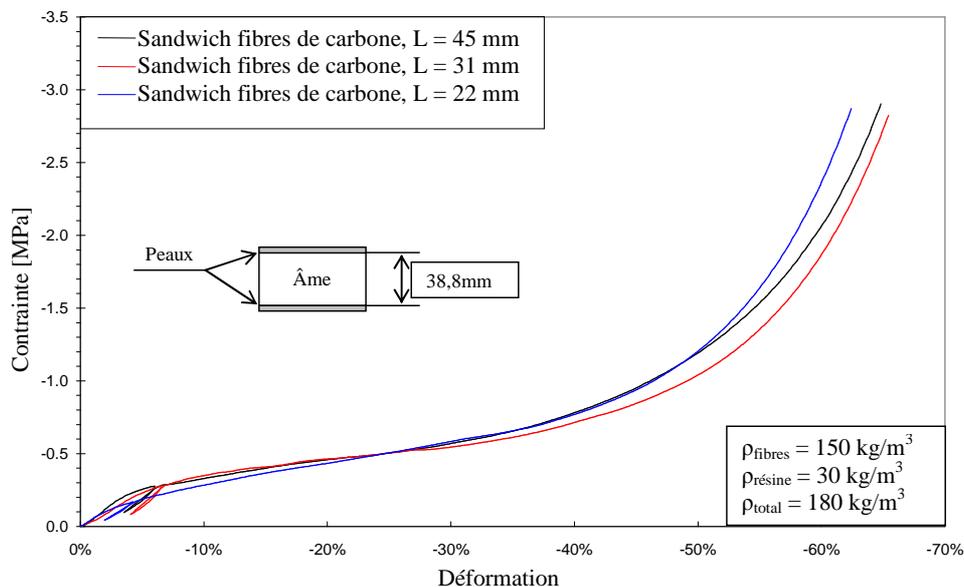


Figure 2. Effet de la longueur des fibres sur le comportement en compression de sandwichs ayant comme âme des fibres de carbone réticulées.

Pour les longueurs étudiées, on peut observer sur ces différentes courbes de compression que la longueur des fibres n'a pas d'influence significative sur la rigidité des fibres réticulées. Les distances entre jonctions mesurées par MEB se sont révélées relativement proches ($120 \mu\text{m}$ en moyenne) et ce quelle que soit la longueur de fibres [2]. La longueur des fibres reste dans tous les cas très grande par rapport à la distance moyenne entre deux jonctions. La rigidité semble donc liée à la fraction volumique de fibres et à la quantité de résine apportée, c'est-à-dire au nombre de jonctions époxy créées entre les fibres. Si la longueur des fibres était trop petite ou trop grande, cette remarque ne serait sans doute plus vraie. Le module d'Young mesuré lors des décharges vaut $5 \pm 0,5 \text{ MPa}$. Sur les essais de traction on obtient $17,5 \pm 4,5 \text{ MPa}$.

2.2 Flexion trois points

La principale propriété mécanique recherchée pour les matériaux d'âme est leur module de cisaillement, G_c . Des essais de flexion trois points ont donc été réalisés sur des sandwichs afin de déterminer leur module de cisaillement. La rigidité des peaux est connue mais une indentation notable de la peau supérieure est observée donc, il n'est pas possible d'interpréter le comportement obtenu à l'aide de la théorie classique des poutres élastique en flexion et nous avons dû faire une identification inverse en utilisant une simulation par éléments finis [2]. Le module de cisaillement obtenu pour le cœur du sandwich est de 15 MPa .

3 Modélisation

3.1 Modèles en compression

Plusieurs modèles [3,9] sont disponibles dans la littérature pour approcher le comportement de ces matériaux à forte porosité ouverte. Dans [3], l'expression du module d'Young est :

$$E_{GA} = \frac{3\pi E_f}{4 \left(\frac{L}{D}\right)^4}$$

L est la distance entre jonctions, E_f le module d'Young des fibres, D leur diamètre.

Dans [4,5] Markaki propose la relation suivante:

$$E_M = \frac{9E_f f}{32 \left(\frac{L}{D}\right)^2}$$

En appliquant ces modèles avec la valeur de L (120 μm) issues des observations MEB réalisées sur nos échantillons, nous obtenons $E_{GA} = 14 \text{ MPa}$ et $E_M = 28 \text{ MPa}$ ce qui est nettement supérieure à la valeur expérimentale. Ce résultat est logique et provient probablement des conditions aux limites appliquées sur la fibre en flexion. Dans le modèle de Markaki les fibres sont en effet supposées encastées à une extrémité et libres en translation à l'autre. La souplesse de la jonction époxy n'est donc pas prise en compte. De plus, les fibres sont supposées être en série. Néanmoins cette façon de modéliser les fibres enchevêtrées, c'est-à-dire d'obtenir le comportement global de l'échantillon à partir du comportement d'une seule fibre à l'aide d'une homogénéisation nous a semblé pertinente. Un modèle s'inspirant de cette approche a donc été développé. Dans celui-ci les fibres seront supposées être en parallèle et la souplesse spécifique de la jonction époxy est prise en compte (Figure 3)

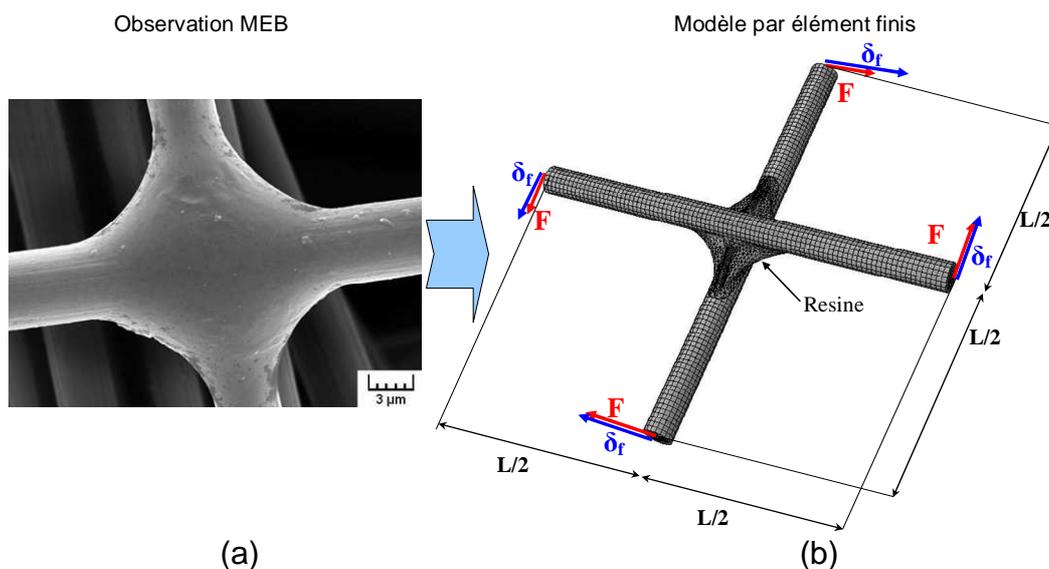


Figure 3 Observation MEB et (b) modèle par éléments finis d'une jonction entre deux fibres.

La jonction modélisée est alors soumise à un couple de force, F. Nous pouvons alors déterminer la déformation des fibres. Grâce à la relation entre le déplacement et la force, la rigidité de torsion du ressort représentant la jonction époxy est alors déterminée :

$$\frac{1}{K} = \frac{FL^2}{\delta_f} - \frac{3E_f I_f}{L}$$

Avec E_f le module d'Young des fibres, I inertie de flexion : $I = \frac{\pi D^4}{64}$, (D est le diamètre des fibres)

L'approche éléments finis utilisant les données des fournisseurs pour les modules d'Young de l'époxy des fibres de carbone mais aussi les observations MEB pour la géométrie de la liaison permet une identification de $K = 12,6 \cdot 10^{-4} \text{ N.mm}$. Cette donnée est alors injectée dans le modèle analytique comme conditions aux limites au niveau de la jonction comme indiquée sur la figure 4.

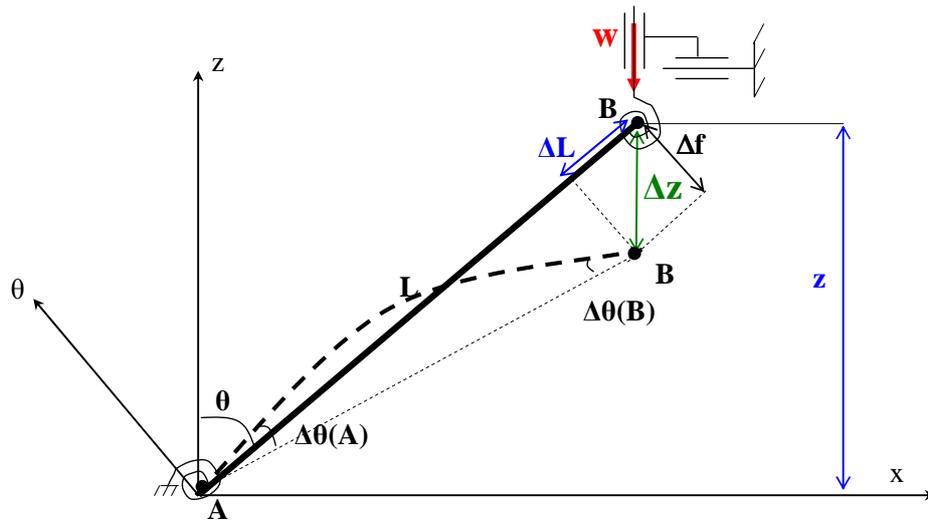


Figure 4 : Modélisation d'une seule fibre en compression avec ressort de torsion représentant la jonction à chaque extrémité.

Pour calculer le module d'Young en compression, on détermine la relation entre W et Δz sachant que les conditions aux limites sont maintenant $\Delta\theta(A) = \Delta\theta(B) = -\frac{WL}{K}$, où $\Delta\theta$ représente la variation de l'angle au point A de la fibre de longueur L .

L'effort s'exprime alors :

$$W = \frac{12E_f I \Delta z \sin^2 \theta}{JL^3} \text{ avec } J = 1 + \frac{6E_f I}{KL}$$

Les efforts W peuvent alors être sommés afin de déterminer la contrainte, σ , de l'échantillon :

$$\sigma = N \langle W \rangle$$

Avec N le nombre de fibres par unité de surface de section, c'est-à-dire le nombre de fibres traversant une section donnée. $\langle W \rangle$ est l'effort macroscopique dans la direction du déplacement et peut être obtenu en sommant les contributions dues aux flexions des différentes poutres prises individuellement. La moyenne des efforts W sur toutes les directions possibles peut alors s'écrire :

$$\langle W \rangle = \frac{\int_0^{\pi/2} W \sin \theta d\theta}{\int_0^{\pi/2} \sin \theta d\theta}$$

Où $\sin \theta$ est lié à la densité de présence d'une fibre faisant un angle θ avec la verticale, sachant que l'on suppose toutes les directions équiprobables dans l'espace. On peut ensuite déterminer la déformation de

compression ε par $\varepsilon = \frac{\Delta z}{\langle z \rangle}$ où $\langle z \rangle$ est la moyenne de la hauteur des fibres, en prenant en compte leur probabilité de présence. On obtient ainsi le module d'Young homogénéisé :

$$E = \frac{E_f f}{8J \left(\frac{L}{D}\right)^2}$$

Appliquée au matériau réticulé à base de fibres de carbone de cette étude, cette approche conduit à la valeur $E = 6,2$ MPa qui est proche de la valeur mesurée (5 MPa). Ce modèle permet donc une approche plus précise du comportement du réseau de fibres réticulées que celles des modèles analytiques décrits au début du

paragraphe, cependant, il nécessite des observations détaillées de la microstructure pour connaître la distance moyenne entre jonctions et la taille et la forme de celles-ci (nécessaires pour calculer la raideur de la jonction).

3.2 Modèle en traction

La même approche peut être utilisée en traction mais les fibres quasi verticales doivent supporter une partie de la charge alors qu'elles doivent flamber très tôt lors de la sollicitation de compression. Nous avons essayé de modéliser ce comportement afin de justifier notre hypothèse. Tout comme dans le modèle en compression, le déplacement vertical, Δz , imposé à chaque fibre est décomposé en une part de flexion, Δf , et une part de traction, ΔL . Par contre, l'effort engendré par cette dernière, W_c , est ici pris en compte dans le calcul de la rigidité de l'échantillon (Figure 5). Mais toutes les fibres ne doivent pas travailler en traction, seule une infime quantité doit réellement supporter ce type d'effort. En effet, ce sont uniquement les fibres dont l'orientation est proche de la verticale qui vont travailler en traction. Comme il n'a pas été possible durant cette thèse de déterminer expérimentalement cette quantité, nous avons cherché l'angle, θ_0 , pour lequel la rigidité obtenue par le modèle est égale à celle mesurée.

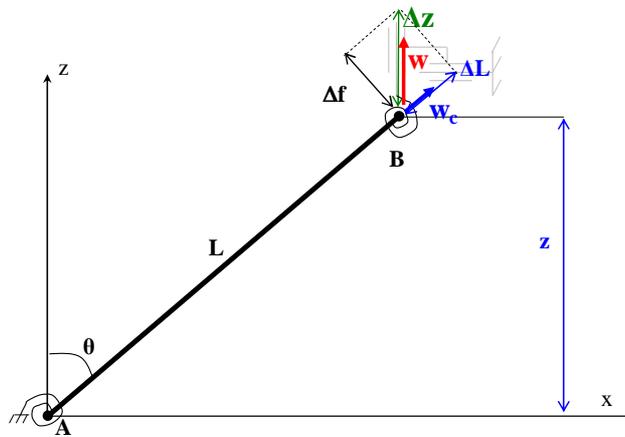


Figure 4 : Modélisation d'une seule fibre en traction.

La contrainte macroscopique, σ , est donc la somme des contraintes dues à la partie de flexion et de traction, ce qui donne

$$\sigma = N_{flexion} \langle W_{flexion} \rangle + N_{traction} \langle W_{traction} \rangle$$

Où l'effort de traction, W_t , s'exprime par :

$$W_t = \frac{E_f \pi D^2 \Delta z \cos^2 \theta}{4L}$$

La moyenne des efforts de traction, W_t , pour les directions comprises entre $\theta=0^\circ$ et $\theta=\theta_0$ peut alors s'écrire :

$$\langle W_t \rangle = \frac{\int_0^{\theta_0} \frac{E_f \pi D^2 \Delta z}{4L} \cos^2 \theta \sin \theta d\theta}{\int_0^{\pi/2} \sin \theta d\theta}$$

Dans le cas de la traction, nous postulons que seules les fibres comprises entre 0 et un angle de θ_0 travaillent en traction. La contrainte de traction et la déformation, ε , sont définies comme pour la compression. Le module d'Young s'exprime toujours par σ/ε . Le calcul est réalisé pour différentes valeurs de θ_0 et par dichotomie la valeur de 15° est retenue. La même approche est faite pour d'autres fibres et d'autres fractions volumiques dans [2] et cette valeur semble indépendante de la nature de la fibre pour des fractions volumiques entre 5 et 12%.

3.3 Modèle en cisaillement pur

Le modèle est ensuite appliqué pour un cisaillement en prenant en compte (approche parallèle) toutes les orientations de fibres. Cela conduit à une valeur du module de cisaillement G_c de 30 MPa, c'est à dire le

double de la valeur expérimentale.

3.4 Effet des paramètres

Le modèle permet d'étudier l'effet des différents paramètres qui ne sont pas toujours maîtrisables lors du procédé de fabrication. Le premier est la raideur de la jonction (Figure 5) qui dépend de la quantité de résine et de sa rigidité.

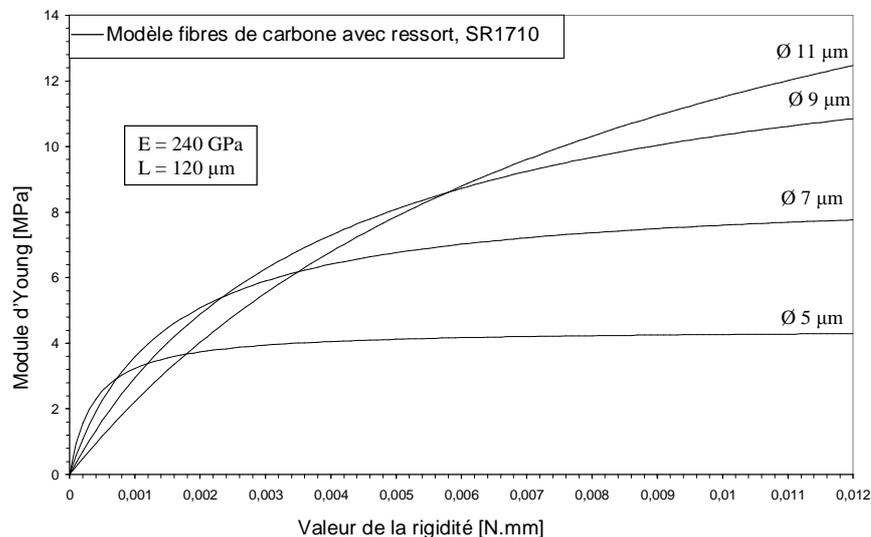


Figure 5. Effet de la raideur de torsion de la jonction sur le module de compression d'un enchevêtré réticulé à base de fibres de carbone en fonction de leur diamètre. Résine SR1710

Le comportement du matériau tend vers une asymptote quand la rigidité augmente pour L et E_f donnés. Cette asymptote semble atteinte d'autant plus vite que le diamètre de la fibre est petit donc que sa rigidité de flexion faible.

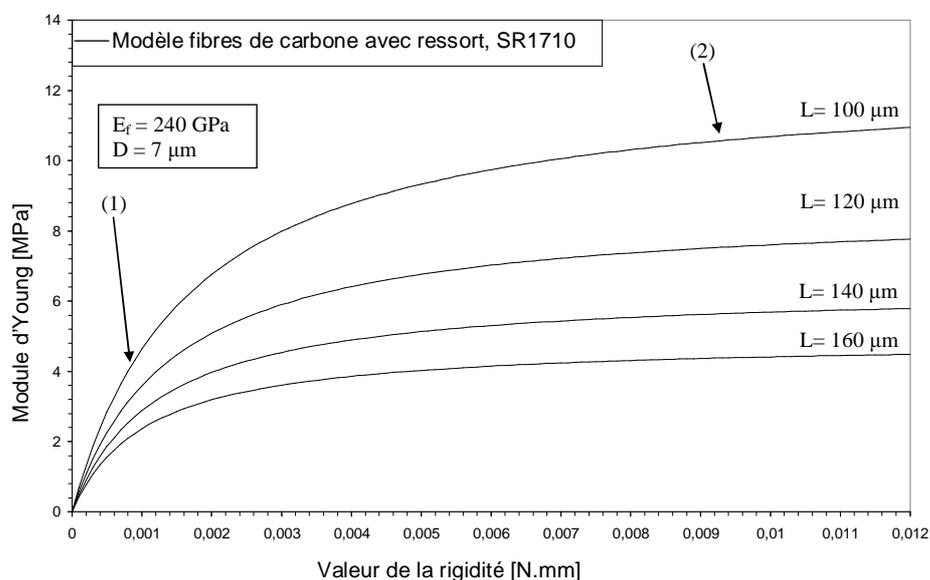


Figure 6. Effet de la raideur de torsion de la jonction sur le module de compression d'un réticulé à base de fibres de carbone pour différentes longueurs entre jonctions. La zone (1) correspond au comportement initial et la zone (2) au comportement asymptotique.

Les différentes courbes présentées ont été obtenues à iso distances entre jonctions. Nous avons donc observé l'évolution de la rigidité en fonction de la raideur du ressort, en conservant le diamètre et le module d'Young des fibres constants mais en faisant évoluer la distance entre jonctions (Figure 6). Premièrement, plus la distance diminue, plus l'influence du ressort est importante (1) et plus la rigidité du réticulé augmente (2). Deuxièmement, pour un réticulé dont la distance entre jonctions est faible, la valeur du ressort doit être plus élevée pour atteindre l'asymptote (2). Alors que pour une distance entre jonction plus grande, un ressort

n'ayant qu'une faible rigidité est requis. En effet, le déplacement global du réseau de fibres est dans ce cas principalement dû à la flèche des fibres. Quand la distance diminue, la rigidité du réticulé est principalement due à la rigidité du ressort donc pour avoir un effet, sa valeur doit être plus grande.

4 Conclusion

Une modélisation a été mise en place afin de déduire le comportement en compression, en traction et en cisaillement d'un réseau de fibres réticulées à partir du comportement d'une seule fibre. Pour comprendre le comportement de ce matériau architecturé, réseau réticulé de fibres, il faut se placer à l'échelle des 'poutres élémentaires'. On explique ainsi la dissymétrie du comportement en traction compression, dissymétrie classique pour les matériaux cellulaires et les mousses [3]. La comparaison avec les données expérimentales a montré la nécessité de prendre en compte la raideur des jonctions entre fibres afin de rendre compte de façon plus satisfaisante des résultats. Une modélisation simple a ainsi été élaborée et a permis d'expliquer les différences de comportement observées entre les différentes fibres. Cette modélisation permet de mieux appréhender le comportement du matériau réalisé à partir de fibres réticulées afin à terme d'en optimiser la conception. En effet, elle montre les effets du diamètre des fibres, des raideurs de torsion des jonctions entre fibres ou de la distance entre jonctions. Nous avons pu par exemple confirmer l'effet très bénéfique d'une diminution de la longueur entre jonctions. On peut alors estimer le gain envisageable si l'on réussit à diminuer cette distance. Cette modélisation montre également qu'il faut garder une harmonie entre le diamètre de fibre et la raideur des jonctions. En effet augmenter le diamètre de fibre ne sera intéressant que si l'on réussit dans le même temps à augmenter les caractéristiques mécaniques des jonctions. La modélisation a mis en évidence le rôle des différents paramètres tant morphologiques que matériau.

Remerciements : Ce projet a été en partie financé par l'ANR (Projet MANSART)

References

- [1] Mezeix L., Bouvet C., Julitte H., Poquillon D. Mechanical behavior of entangled fibers and entangled cross-linked fibers during compression. *J. of Mater. Sci.* 44(14):3652-3661, 2009
- [2] Mezeix L. Développement de matériaux d'âme pour structures sandwich à base de Fibres enchevêtrées, Thèse, Université de Toulouse, 2010
- [3] Gibson LJ., Ashby MF., Clarke D.R. (1999) *Cellular Solids: Structure and Properties*. 2nd Revised edition Cambridge University Press
- [4] Markaki A.E., Clyne T.W. (2005) Magneto-mechanical actuation of bonded ferromagnetic fibre arrays. *Acta Mater.* 53(3):877-889
- [5] TW Clyne, AE Markaki, JC Tan, Mechanical and magnetic properties of metal fibre networks, with and without a polymeric matrix, *Composites Science and Technology*, 65(15-16), 2492, 2005
- [6] M Delincé, F Delannay Elastic anisotropy of a transversely isotropic random network of interconnected fibres: non-triangulated network model, *Acta Materialia*, 52(4), 1013, 2004
- [7] D Zhou, WJ Stronge, Mechanical properties of fibrous core sandwich panels, *International Journal of Mechanical Sciences*, 47(4-5), 775, 2005
- [8] C. M van Wyk, Note on the compressibility of wool. *J. Textile Institute*, 37, 285, 1946
- [9] S.TOLL, Packing mechanics of fiber reinforcements. *Polymer engineering and science*, 38, 1337, 1998.
- [10] Barbier C., Dendievel R., Rodney D. (2009) Numerical study of 3-D compressions of entangled materials. *Compu. Mater. Sci.* 45(3):593-596.
- [11] Barbier C. (2008) Modélisation numérique du comportement de systèmes enchevêtrés. Thèse INP de Grenoble.
- [12] Durville D. (2005) Numerical simulation of entangled materials mechanical properties. *J of Mater Sci* 40(22):5941-5948
- [13] Rodney D., Fivel M., Dendievel R. (2005) Discrete Modeling of the Mechanics of Entangled Materials. *Phys. Rev. Letter.* 95(10):108004-1-108804-4